

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-038248

(43)Date of publication of application : 06.02.2002

(51)Int.Cl. C23C 2/06  
 C21D 9/46  
 C23C 2/28  
 C23C 2/40  
 // C22C 38/00  
 C22C 38/06  
 C22C 38/58

(21)Application number : 2000-225413

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

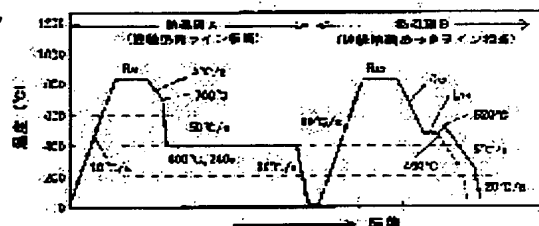
(22)Date of filing : 26.07.2000

(72)Inventor : KOJIMA HIROTATSU  
 HORI MASAHICO  
 NAKAGAWA HIROYUKI

**(54) METHOD FOR MANUFACTURING GALVANIZED STEEL SHEET WITH HIGH TENSILE STRENGTH AND DUCTILITY****(57)Abstract:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a method for manufacturing a galvanized steel sheet with a high tensile strength and ductility, which manufactures a steel sheet suitable for structural members of automobile, having a combination of high tensile strength, high ductility and superior corrosion resistance, by using a conventional facility.

**SOLUTION:** This method comprises, (1) a cold rolled strip which contains 0.05-0.25% C,  $\leq 0.7\%$  Si, 0.8-2.5% Mn, 0.4-2.0% sol. Al, and 1.0-2.5% Si+Al, (2) a continuous annealing which includes heating the strip at a two-phase region, cooling at  $30^\circ\text{C}/\text{second}$  or more between  $700-450^\circ\text{C}$ , and holding at  $450-350^\circ\text{C}$  for 100-500 seconds, and (3) a hot-dip galvanizing after heating the strip at the two-phase region, cooling at  $3^\circ\text{C}/\text{second}$  or more to  $500^\circ\text{C}$  or lower, and holding at  $460-500^\circ\text{C}$  for 15 seconds or longer. A galvannealed strip comprises alloying the galvanized strip by holding at  $480-530^\circ\text{C}$  for 10-30 seconds. The steel strip may contain Ti, Nb, Cr, Mo, Cu, Ni, and Co.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

11.09.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-38248

(P2002-38248A)

(43) 公開日 平成14年2月6日 (2002.2.6)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード <sup>*</sup> (参考)
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 3 C 2/28		C 2 3 C 2/28	
2/40		2/40	
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 12 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2000-225413 (P2000-225413)

(22) 出願日 平成12年7月26日 (2000.7.26)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 小嶋 啓達

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 堀 雅彦

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100081352

弁理士 広瀬 章一

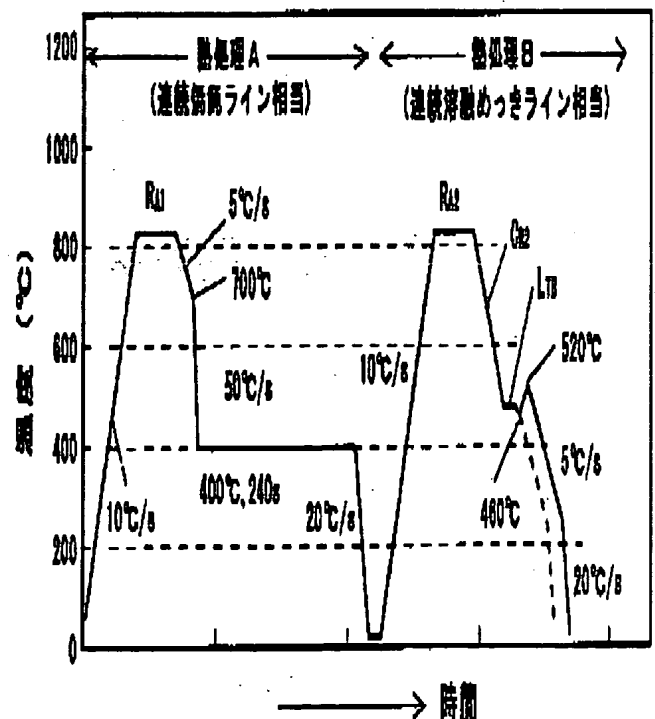
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.05~0.25%、Si ≤ 0.7%、Mn: 0.8~2.5%、sol. Al: 0.4~2.0%、かつ、Si+Al: 1.0~2.5%を含む冷間圧延板に、2相域焼鈍後700~450℃を30℃/秒以上で冷却し、450~350℃で100~500秒保持する連続焼鈍と、2相域焼鈍後500℃以下まで3℃/秒以上で冷却し、460~500℃で15秒以上保持した後溶融亜鉛めっきする。合金化材は、めっき後、480~530℃で10~30秒間保持して合金化させる。鋼には、Ti、Nb、Cr、Mo、Cu、Ni、Coなどを含有させてもよい。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.05～0.25%、Si：0.7%以下、Mn：0.8～2.5%、P：0.05%以下、S：0.01%以下、sol. Al：0.4～2.0%、N：0.01%以下、かつ、Si+Al：1.0～2.5%を満足する化学組成を有する冷間圧延板に、下記条件を満足する連続焼鈍を施し、次いで下記条件を満足する溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法；

連続焼鈍条件：鋼を780℃以上、860℃以下の2相域に加熱し、該2相域で30秒以上、90秒以下保持した後、700℃以下、450℃以上の温度範囲を30℃/秒以上の冷却速度で冷却し、次いで450℃以下、350℃以上の温度範囲で100秒以上、500秒以下保持した後、室温まで冷却する、

溶融亜鉛めっき条件：鋼を780℃以上、860℃以下の2相域に加熱し、該温度域で10秒以上、90秒以下保持した後、500℃以下まで3℃/秒以上の冷却速度で冷却し、500℃以下、460℃以上の温度範囲で15秒以上保持した後、溶融亜鉛浴に浸漬してめっきし、室温まで冷却する。

【請求項2】 請求項1に記載の化学組成を有する冷間圧延板に、請求項1に記載の条件を満足する連続焼鈍および溶融亜鉛めっきを施した後、480℃以上、530℃以下の温度範囲に加熱し、該温度範囲で10秒以上、30秒以下保持してめっき層を合金化させて合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項3】 鋼の前記化学組成がさらにTiおよび/またはNbを質量%の合計で、0.003～0.05%含有するものであることを特徴とする請求項1または2に記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項4】 鋼の前記化学組成がさらに質量%で、Cr：0.05～1.0%および/またはMo：0.01～0.2%を含有するものであることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項5】 鋼の前記化学組成がさらに質量%で、Cu：0.1～1.0%、Ni：0.05～0.5%、Co：0.0005～1.0%からなる群の内の1種または2種以上を、質量%の合計で1.5%以下含有するものであることを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車の構造部材などに好適な、高強度、高延性、かつ、防錆性能に優れた、高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 自動車の構造部材などには、衝突安全性

確保および軽量化の観点から、従来より強度が高い鋼板が求められている。一般に、鋼板の強度とプレスなどの成形性は相反し、鋼板の強度が高くなるほど延性が劣化し、プレス成形が困難になり、高強度になるほど適用が可能な部品が制限される。従って高強度鋼板の適用を拡大するために、高強度でかつ成形性に優れた鋼板が求められている。

【0003】 自動車の構造部材などは防錆性が優れていることも重要な要素であるので、安価で優れた防錆性が得られる溶融亜鉛めっき鋼板が広く用いられている。なかでも、溶融亜鉛めっきした鋼板を合金化温度に加熱してZnめっき層をZn-Fe合金とした合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、摺動性、溶接性や塗装性が優れているので特に広く用いられている。

【0004】 鋼を高強度化するには、Cや、Si、Mnなどの合金元素を含有させることが有効である。しかしながらこれらの合金元素を大量に鋼に含有させるとめっき前の母材表面の溶融亜鉛に対する濡れ性が低下し、めっきが発生しやすいうえ、合金化処理を行う場合には、その反応速度が遅くなる。このため、大量の合金元素を含有させる方法では、表面や性状が良好な溶融めっき鋼板あるいは合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られない。

【0005】 オーステナイト系ステンレス鋼板では、オーステナイトが成形中にマルテンサイトに変態することによって著しい伸びを呈する「変態誘起塑性（TRIP）」という現象がよく知られている。これを利用して、延性を改善した高強度鋼板を得る技術がすでにいくつか提案されている。

【0006】 例えば特開昭60-43430号公報では、大量のC、Si、Mnを含有する冷間圧延板を、フェライト+オーステナイトの2相域（以下、単に「2相域」とも記す）に加熱、保持した後に、50℃/秒以上の冷却速度で450℃～650℃の温度域に冷却し、その温度域で10～50秒間保持し、その後30℃/秒以上の冷却速度で冷却し、最終製品において、フェライトと残留オーステナイトを各々体積率で10%以上有し、残部がベイナイトとマルテンサイトからなる結晶組織を有する高強度高加工性複合組織鋼板の製造方法が開示されている。

【0007】 しかしながら上記鋼板はC含有量が多いために鋼の強度が高くなり過ぎてプレス成形用途には適さないものであった。また、鋼のSi含有量が多くなるので、溶融亜鉛めっきが困難であり、溶融亜鉛めっき鋼板としての活用ができないという問題を有していた。そしてこれらの問題を解決するため、次のようにいくつかの技術が提案されている。

【0008】 特開平5-70886号公報には、C含有量を低減し、SiをAlで置換することによって、プレス成形用途の強度レベルまで低強度化を図った、残留オ

ーステナイトを有する局部延性の優れた高張力薄鋼板とその製造法が開示されている。上記公報ではその製造方法として、所定の化学組成を有する冷間圧延板を2相域に加熱して焼鈍し（以下、単に「2相域焼鈍」と記す）、その後の冷却過程の550～350℃の温度領域で30秒以上（好ましくは2分以上）保持する低温保持をおこなえば可能である旨が記載されている。また、パーライト変態を抑制するため、700℃から保持温度までの冷却速度を50℃/秒以上とすることが好ましいことも記載されている。

【0009】特開平5-247586号公報には、鋼のSiとAlの含有量を特定範囲とすることにより、めっき密着性と強度-延性のバランスとを改善した残留オーステナイトを含有する高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかしながらその製造方法については、連続溶融亜鉛めっきラインにおける2相域での焼鈍後の冷却速度を、5℃/秒以上とすることが記載されているのみで、他の条件についての記載がなく、実際の生産における有用性に乏しい。

【0010】特開平11-222644号公報には、鋼に適量のTiを含有させることにより、Siによる皮膜密着性および合金化処理性の劣化を補う技術が開示されている。しかしながらその製造方法は通常の方法でよいとされているだけであり、機械特性とめっき品質を最適化するための溶融亜鉛めっきラインの条件は開示されていない。

【0011】特開平11-131145号公報には、2相域で焼鈍した後520℃以下まで冷却し、その後溶融めっき、付着量調整、合金化処理などの一連の製造工程において、520℃～400℃の温度域で90秒以上300秒以下の時間留まり、その後200℃以下に冷却する、残留オーステナイトを有する高強度高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。

【0012】特開平11-236621号公報には、特定の化学組成を有する冷間圧延板に前酸化を施した後に2相域で焼鈍し、その後、20秒間以上の低温保持をおこなう高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法が開示されている。

【0013】特開平11-279691号公報には、MnをC含有量の15倍以上添加することによって、めっき直後におこなう合金化処理のための再加熱でパーライトおよびベイナイト変態の進行を著しく遅延させる技術が開示されている。しかし、多量のMn添加は合金コスト増になるほか、めっき濡れ性を阻害するという弊害もある。

【0014】従来から冷間圧延板の連続焼鈍に使用されている連続焼鈍設備は、焼鈍温度からの冷却手段として気水混合したミストや噴流水を冷却媒体とする急速冷却、および、急速冷却により増加した固溶Cを析出させるための、長時間の過時効処理が可能ないわゆる過時効

帯を備えている場合が多い。

【0015】残留オーステナイトを含む高張力鋼板を製造するには、パーライト変態を抑制しながら、ベイナイト変態温度域にまで未変態オーステナイトを過冷却する必要がある。このため、2相域焼鈍後に急速冷却することが重要である。また、その後には、炭化物生成を伴わないベイナイト変態を促進させ、オーステナイト中にさらに炭素を濃縮して安定化させるために、比較的低い温度で長時間保持する処理を施すことが重要である。

【0016】冷間圧延板の再結晶焼鈍に使用される従来の連続焼鈍設備では、急速冷却装置と過時効帯を備えているのが一般的である。従って残留オーステナイトを含む高張力鋼板は、冷間圧延板の再結晶焼鈍用の連続焼鈍設備で製造するのが極めて効率的であり、これにより延性の優れた高張力鋼板を比較的容易に製造することができる。

【0017】これに対し従来の連続溶融亜鉛めっき設備においては、焼鈍後に溶融めっきを施す必要があることからミストや噴流水を冷却媒体とすることが困難であり、焼鈍後に急速冷却を施すのは容易ではない。また、連続溶融亜鉛めっきにおいては、めっき前の鋼板温度を安定化するために、めっき前の鋼板を比較的低い温度域で保持する（以下、単に「低温保持」とも記す）。しかしながらめっき前の鋼板温度が亜鉛の融点以下に低下するとめっき浴侵入前に鋼板を再度加熱する必要性が生じるため、従来の連続溶融亜鉛めっき設備においては長時間の低温保持を施すのが困難である。

【0018】従って、特開平5-70886号公報、特開平11-131145号公報あるいは特開平11-236621号公報に開示されている急速冷却、あるいは長時間の低温保持は、一般的な連続溶融亜鉛めっきラインを使用する限り、ライン構成上、容易におこなえることではない。

【0019】溶融めっき温度は460℃前後であり、合金化処理は460～500℃の温度領域でおこなわれる。残留オーステナイトを有する鋼板をこのような温度領域に保持するのは、残留オーステナイト中にセメンタイトが析出して、炭素を消費するため、残留オーステナイトの体積率が減少すると共に、炭素濃度が低下して安定性が低下するという問題がある。

【0020】特開平11-131145号公報には、連続溶融亜鉛めっき設備を用いてオーステナイトを残留させる技術が開示されている。しかしながら一般的に、溶融亜鉛めっきラインはライン長さが短く、鋼板を520℃～400℃での温度範囲に長時間保持するのが困難な場合がある。ライン速度を遅くして保持時間を長くしようとしても、焼鈍後の冷却速度が6℃/秒に達しないという問題が生じる。

【0021】特開平11-236621号公報には、時間および合金化処理温度について詳細に開示されている

が、その好適な条件を既存のラインで実現することは必ずしも容易ではない。

【0022】これらの問題を避けるために、鋼の化学組成に対して、例えばTi含有鋼とするなどの改善策を施すとしても、上記設備差異による性能の差異を化学組成の改善のみで対応するのは、効果として十分ではない。

【0023】以上述べたように、TRIP効果を利用した成形性に優れた溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板については、種々の提案がされている。しかしながら、既存の一般的な連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、高張力、高延性、かつ耐食性に優れた亜鉛めっき鋼板を安定して効率よく製造するのは容易ではない。

【0024】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、上記のような問題点を解決し、自動車の構造部材などに好適な、高強度、高延性、および優れた耐食性を兼ね備える鋼板を、従来の設備を使用して、安定して製造することができる、高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法を提供することにある。

【0025】

【課題を解決するための手段】残留オーステナイトを有する結晶組織を持つ延性に優れた高強度鋼板を製造するには、冷間圧延板を焼鈍して、再結晶および炭化物の溶解を行い、2相域温度での保持によって、オーステナイト中に炭素を濃化させ、その後の冷却時には、パーライト変態を抑制するために冷却速度を数10℃/秒以上とし、上記冷却終了後には、過冷されたオーステナイトをベイナイト変態させ、ベイナイトから排出された炭素をオーステナイト中にさらに濃化させるために、370℃以上、450℃以下の温度範囲で長時間保持するのがよい。

【0026】上記観点からすれば、一般的な溶融亜鉛めっきラインにおいて製造する際の問題点は、以下の3点に集約される。

a. 2相域焼鈍温度から中間温度領域までの間の冷却速度が、一般的な溶融亜鉛めっきラインにおいては、数℃/秒と緩やかである。このため、2相域で存在していたオーステナイトが冷却過程でパーライトに変態し、最終製品における残留オーステナイト量が減少する。

【0027】b. 2相域焼鈍温度から中間温度領域に冷

却した後は、その温度で鋼板を保持して、オーステナイトをベイナイト変態させる必要がある。しかしながら現実的には設備制約があるため、2相域焼鈍後の冷却完了から溶融亜鉛めっき浴に侵入するまでの時間（以下、「低温保持時間」と記す）を短くせざるを得ず、ベイナイト変態が不十分な状態でめっきすることになる。このため、未変態オーステナイトが安定化されず、最終的にはマルテンサイト変態が生じる。

【0028】また、ベイナイト変態は400℃近傍にノーズがあるが、めっき浴温度より低い温度であるので、この温度まで鋼板を冷却してしまうと、めっき浴侵入と同時に亜鉛の凝固が開始し付着量制御が困難になる。したがって、鋼板はノーズよりも高い温度で保持せざるを得ない。このように溶融亜鉛めっきラインで最適なベイナイト変態温度で保持するのが困難であることも溶融めっき品で残留オーステナイトを得るのが容易でない理由の一つである。

【0029】c. 合金化処理は、ベイナイト変態温度より高温であるため、仮にめっき浴浸漬直後にオーステナイトが残留していたとしてもベイナイト変態は進行せず、残留オーステナイトは容易にセメンタイトに分解する。特に、Si含有量が多い母材をめっきした場合には、母材界面での合金化反応を促進するために合金化温度を高くする必要があるが、これによりオーステナイトの分解がさらに加速される。

【0030】これらの要因により、残留オーステナイト量の確保が困難となり、また、残留オーステナイトの炭素濃度も低くなる。炭素濃度が低い残留オーステナイトは不安定で、マルテンサイトに変態し易く、加工初期にマルテンサイトに変態し、オーステナイトのTRIP効果への寄与が減少するという悪影響がある。

【0031】本発明者らは、これらの問題を解決するために、種々の研究を重ねた結果、焼鈍を2回施すことにより、上記の問題点が極めて効率よく解決できることを見いだした。以下に、本発明者らによる実験結果を説明する。

【0032】表1に示す成分の鋼Aを実験室で溶解し、熱間鍛造を施して厚さが20mmの鋼片とした。

【0033】

【表1】

鋼	化学組成(質量%、残部:Feおよび不可避免の不純物)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.16	0.4	1.4	0.011	0.003	1.02	0.0034

これを、1200℃で30分間加熱し、1000℃から熱間圧延を開始して850℃で完了し、その後、水スプレーにより550℃まで冷却し、徐冷炉に装入して550℃で30分保持した後に20℃/時の冷却速度で室温まで冷却し、厚さが3mmの熱間圧延板を得た。これを

酸洗してスケールを除去し、冷間圧延して厚さが1.6mmの冷間圧延板とした。

【0034】この冷間圧延板に、連続焼鈍ライン相当の熱処理（熱処理A）、連続溶融亜鉛めっきライン相当の熱処理（熱処理B）、および、連続焼鈍ライン相当の熱

処理に引き続き連続溶融亜鉛めっきライン相当の熱処理を施した場合（熱処理A+B）の3種類の熱処理を施し、その後、それぞれの鋼板の機械特性を調査した。

【0035】図1は、本発明の実施例に係わる、連続焼鈍ライン相当の熱処理と、連続溶融亜鉛めっきライン相当の熱処理とを連続して施した場合のヒートパターンを示すグラフである。

【0036】図1で線図の左側半分は熱処理Aのヒートパターン例である。その内容は、 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の加熱速度で2相域である $830^{\circ}\text{C}$ に加熱し、この温度で60秒間保持した後、 $700^{\circ}\text{C}$ までを $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、引き続き $400^{\circ}\text{C}$ までを $50^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で冷却し、 $400^{\circ}\text{C}$ で240秒間保持した後、 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で室温まで冷却するものである。

【0037】図1で線図の右側半分は熱処理Bのヒートパターン例である。その内容は、2相域焼鈍までは熱処理Aと同一条件で施し、その後、 $8^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で $480^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、その温度で20秒間保持した後、めっき浴温度を想定した $460^{\circ}\text{C}$ まで $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で冷却するものである。

【0038】めっき後に合金化処理をおこなう場合には、 $460^{\circ}\text{C}$ から $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の加熱速度で $520^{\circ}\text{C}$ の合金化温度まで加熱し、その後図示した冷却速度で室温まで冷却する。合金化処理をおこなわない場合は、上記めっき温度の $460^{\circ}\text{C}$ から、破線で図示した冷却速度で室温まで冷却する。

【0039】次いで上記熱処理後の冷間圧延板に伸び率1%の調質圧延を施し、圧延方法に平行にJIS-5号試験片を採取して引張試験をおこなった。図2は、各鋼板の引張強さ、降伏強さおよび伸び（全伸び）を示すグラフである。図2からわかるように、熱処理Aのみを施した場合（■印）では、引張強さは $610\text{MPa}$ 、伸びは39.0%であり、強度-延性バランス（引張強さ×伸び）は $23000\text{MPa}\cdot\%$ 以上で、極めて優れた延性を有している。

【0040】一方、熱処理Bのみを施した場合（○印）は、熱処理Aのみの場合に比較すると著しく伸びが小さくなる。また、延性に対する低温保持温度や合金化温度の影響はわずかしが認められなかった。

【0041】ところが、熱処理Aと熱処理Bを連続して施した場合（●印、以下では「熱処理A+B」とも記す）では、合金化処理をおこなわない場合には熱処理Aよりも強度が上昇し、伸びは低下しているが、強度-延性バランスは熱処理Bよりも格段に向上している。合金化処理材の特性は、合金化温度が $530^{\circ}\text{C}$ 以下であれば、合金化処理をおこなわない鋼板とほぼ同じ水準の良好な伸びが得られた。

【0042】すなわち、以上の実験結果から、連続溶融亜鉛めっきする前に、冷間圧延板の再結晶焼鈍に使用されているのと類似の焼鈍後の急速冷却と長時間の低温保

持を含む連続焼鈍を施すことにより、安定して強度-延性バランスに優れた高張力高延性亜鉛めっき鋼板が得られることが明らかになった。

【0043】このメカニズムは必ずしも明らかでないが、以下のように推察される。熱処理Bの場合、熱処理Aの場合と同様、2相域への加熱途中に再結晶とセメンタイト（パーライト中のセメンタイトも含む）の溶解が同時に進行する。このため、2相域温度域におけるオーステナイト粒の分布はランダムとなる。しかしながら2相域温度で保持した後の冷却では、熱処理Aの場合よりも冷却速度が遅いためにオーステナイトを過冷することができず、冷却途中でパーライトが析出してオーステナイト量が減少する。

【0044】また、熱処理Bにおいては、低温保持温度がベイナイト変態の最適温度よりも高いため、オーステナイト中への炭素の濃縮が不十分となり、オーステナイトを安定化できない。したがって、最終的な残留オーステナイト量も減少し、強度-延性バランスが低下したものと考えられる。

【0045】一方、熱処理Aで焼鈍された鋼板は、一般に知られているように、フェライト主体の組織に、残留オーステナイト粒が孤立して分布するか、ベイナイトの層間にフィルム状になって分布している。

【0046】熱処理A+Bのように、熱処理Aを施して得られた結晶組織を有する鋼板を再度2相域の温度に加熱すると、残留オーステナイトから炭素が周囲へ拡散しながらオーステナイトの体積率が増加する。この時、オーステナイト粒内は一律な炭素分布ではない。すなわち、当初から存在していた残留オーステナイトの部分は炭素濃度が極めて高く、上記残留オーステナイトの周辺部分は、同じオーステナイト粒内でありながら炭素濃度が希薄であると推定される。

【0047】このようなC濃度分布を備えたオーステナイト粒が冷却されると、その冷却速度が緩冷却であっても、周辺部は炭素が希薄ためパーライト変態できずにフェライトとなる。他方、その中心部は炭素濃度が高いためにオーステナイトのままベイナイト変態温度域まで過冷され、パーライトの析出が抑制されるものと考えられる。

【0048】さらに、この過冷オーステナイトは既に炭素濃度が高い。これらのことから、熱処理Bのように、ベイナイト変態に最適とされる温度より高い温度で保持しても、熱処理Aと同様な残留オーステナイトが得られ、その結果、強度-延性バランスが優れているものと考えられる。

【0049】本発明はこれらの知見を基にして完成されたものであり、その要旨は下記（1）～（5）に記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法にある。

（1）質量%で、C：0.05～0.25%、Si：0.7%以下、Mn：0.8～2.5%、P：0.05

%以下、S: 0.01%以下、sol. Al: 0.4~2.0%、N: 0.01%以下、かつ、Si+Al: 1.0~2.5%を満足する化学組成を有する冷間圧延板に、下記条件を満足する連続焼鈍を施し、次いで下記条件を満足する溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法;

連続焼鈍条件: 鋼を780℃以上、860℃以下の2相域に加熱し、該2相域で30秒以上、90秒以下保持した後、700℃以下、450℃以上の温度範囲を30℃/秒以上の冷却速度で冷却し、次いで450℃以下、350℃以上の温度範囲で100秒以上、500秒以下保持した後、室温まで冷却する、

溶融亜鉛めっき条件: 鋼を780℃以上、860℃以下の2相域に加熱し、該温度域で10秒以上、90秒以下保持した後、500℃以下まで3℃/秒以上の冷却速度で冷却し、500℃以下、460℃以上の温度範囲で15秒以上保持した後、溶融亜鉛浴に浸漬してめっきし、室温まで冷却する。

【0050】(2) 上記(1)に記載の化学組成を有する冷間圧延板に、上記(1)に記載の条件を満足する連続焼鈍および溶融亜鉛めっきを施した後、480℃以上、530℃以下の温度範囲に加熱し、該温度範囲で10秒以上、30秒以下保持してめっき層を合金化させて合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することを特徴とする高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0051】(3) 鋼の前記化学組成がさらにTiおよび/またはNbを質量%の合計で、0.003~0.05%含有するものであることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0052】(4) 鋼の前記化学組成がさらに質量%で、Cr: 0.05~1.0%および/またはMo: 0.01~0.2%を含有するものであることを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0053】(5) 鋼の前記化学組成がさらに質量%で、Cu: 0.1~1.0%、Ni: 0.05~0.5%、Co: 0.0005~1.0%からなる群の内の1種または2種以上を、質量%の合計で1.5%以下含有するものであることを特徴とする上記(1)~(4)のいずれかに記載の高張力高延性亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0054】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に述べる。なお、以下の説明において化学組成の%表示は質量%を意味する。

【0055】(1) 鋼板の化学組成

C: Cは最も強力なオーステナイト安定化元素であり、本発明の必須構成要素の一つである。室温においてオーステナイトを安定化するためには、焼鈍工程においてオーステナイト中に1%程度以上に濃縮する必要がある。

そのために鋼のC含有量を0.05%以上とする。鋼のC含有量を増すにつれて、鋼の強度を高めることができる。しかしながら、Cを0.25%を超えて含有させると鋼の強度が高くなりすぎて塑性加工に適さなくなるうえ、溶接性も劣化する。従ってC含有量は0.25%以下とする。好ましくは0.20%以下である。

【0056】SiおよびAl: SiとAlは、いずれもフェライト安定化元素であり、これらの元素を含有させると、2相域での焼鈍において、フェライトの体積率が増加し、フェライトと平衡するオーステナイト相のC濃度が高くなり、オーステナイトが安定化する効果が得られる。さらに、Siは炭化物の析出を抑制する作用があるので、2相域での焼鈍後の冷却におけるベイナイト変態時にもオーステナイト中にCを濃縮させる効果がある。これらの効果を得るためには、SiとAlの合計量で1.0%以上含有させる。

【0057】これらのフェライト安定化元素を多量に添加すると、オーステナイトにCが濃縮されるが、体積率が減少してしまうので、SiとAlの含有量は合計で2.5%以下とする。

【0058】他方、Siには溶融亜鉛めっき時の母材と溶融めっき浴との間の濡れ性を阻害する作用があり、Siを過度に含有させるとめっきが生じるおそれがある。また、Siは亜鉛めっき層の合金化を遅延させる作用もある。従ってSiは含有させなくても構わないが、含有させる場合でも、上記の悪影響を避けるために、Si含有量は0.7%以下とする。好ましくは0.6%以下である。

【0059】Alは、上述のフェライト安定化作用があるうえ、めっき濡れ性を阻害しない元素であるのでSiよりも好適な元素である。フェライト安定化のためにAlは0.4%以上含有させる。また、Alは製鋼時に脱酸材として使われるが、2.0%を超えて含有させると鋼板中に介在物が多くなり延性を損なうので、Alの含有量は2.0%以下とする。

【0060】Mn: Mnはオーステナイト安定化元素であり、本発明の必須元素の一つである。2相域での焼鈍後の冷却過程において、オーステナイトをマルテンサイトに変態させることなく室温まで残留させるために、Mnを0.8%以上含有させる。他方Mnは鋼が凝固する際に偏析する傾向があり、過剰にMnを含有させると偏析に起因する縞状組織が生じ、延性が損なわれる。これを避けるためにMn含有量は2.5%以下とする。好ましくは、2.0%以下である。

【0061】P: Pは鋼の凝固時に偏析する傾向があり、過剰に含有させると偏析に起因する縞状組織が生じ、延性を損なう。また、溶接性も損なう。これらの害を避けるためにP含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.02%以下である。ただし、PはCuと共存

させると鋼板表層に安定な皮膜を形成し、耐食性を向上させる場合がある。従ってCuを含有する鋼においては、Pを0.01%以上、0.05%以下含有させることが好ましい。

【0062】S：不純物元素として鋼中に不可避免的に含有される。S含有量が多いとMnSとしての析出量が増し、延性が阻害されるうえ、オーステナイト安定化元素としてのMnを消費する。従ってS含有量は0.01%以下とする。

【0063】N：不純物元素として鋼中に不可避免的に含有され、低い方が好ましい。N含有量が多いとAINによるスラブ割れの原因になるほか、製品でもAINは延性を低下させるので、上限は0.01%とする。より加工性を重視する場合は、0.005%以下とすることが望ましい。

【0064】TiおよびNb：これらの元素はいずれも炭化物生成元素であり、鋼中において微細な析出物を形成して鋼板を強化すると共に、結晶組織を微細にしてみっき層の合金化を促進する効果がある。これらの効果を得るために、両者の合計で0.003%以上含有させても構わない。これらの元素の含有量が合計で0.05%を超えると強度の上昇よりも延性の低下が顕著になるので、含有させる場合の合計量は0.05%以下とする。

【0065】また、Tiは鋼中のNと結合し易く、AINの析出に優先してTiNが析出することにより、AINの析出に起因するスラブ割れを防止する作用がある。この効果を確実に得るには、 $(Ti/48)/(N/14) \geq 2$ となるように、Tiを含有させるのが好ましい。

【0066】CrおよびMo：これらの元素はパーライト変態を抑制する作用があり、2相域での焼鈍後の冷却において、パーライト変態を抑制してオーステナイトの減少を抑える効果がある。逆にこれらの元素を過剰に含有させると、ベイナイト変態を遅延させてしまい、オーステナイトへの炭素濃縮が不十分となる。従って適正な残留オーステナイトを得るために、Crは0.05%以上、1.0%以下、Moは0.01%以上、0.2%以下の範囲でこれらのいずれか、または双方を含有させても構わない。

【0067】Cu、NiおよびCo：これらの元素はいずれも鉄炭化物中に溶け難い元素であり、ベイナイト変態中に炭化物の析出を抑制し、オーステナイトを残留させる作用がある。この効果を得るために、Cuは0.1%以上、Niは0.05%以上、Coは0.0005%以上の範囲で、1種または2種以上を含有させても構わない。これらの元素は過剰に含有させると、ベイナイト変態が不十分になり、連続焼鈍設備における過時効帯、または連続溶融めっきにおける低温保持においてオーステナイト中に炭素が十分濃縮されないの、含有させる場合でも、Cuは1.0%以下、Niは0.5%以下、

Coは1.0%以下、合計で1.5%以下とする。

【0068】また、CuはPと共存すると耐食性を向上するのでこの目的のために含有させても構わない。なお、Cuはスラブ割れの要因となるので、Cu添加時にはNiを $Ni \geq Cu/2$ を満足して複合添加することが好ましい。

【0069】残部はFeおよび不可避免の不純物である。

#### (2) 圧延、焼鈍およびめっき条件

上記化学組成を有する冷間圧延板は、所定の化学組成を有する鋼を常法に従い転炉などで溶製し、連続製造してスラブとし、熱間圧延したのち、酸洗などの処理を経て冷間圧延する方法で得られる。

【0070】熱間圧延は公知の方法でおこなえばよい。鑄込まれたスラブを直接熱間圧延してもよいし、再加熱してから熱間圧延してもよい。圧延温度が低すぎると、圧延中にフェライト変態して加工フェライト組織が現れるため、仕上圧延出側温度（仕上温度）を800℃以上とするのが好ましい。鋼板の全幅、全長にわたって仕上温度を確保するため、粗圧延と仕上圧延の間で補助加熱をおこなってもよい。仕上圧延後の冷却は特に限定しないが、熱間圧延板の組織を微細化するために、仕上圧延直後から水冷することが好ましい。

【0071】巻取温度を低くしすぎると、第2相としてベイナイトおよびマルテンサイトが生成し、冷間圧延が困難になるので、500℃以上で巻取ることが好ましい。巻取温度が高すぎると、スケールロスが増加するとともに、鋼板が軟質になりすぎて巻姿が崩れやすくなるので、680℃以下とするのが好ましい。

【0072】冷間圧延：冷間圧延は常法によっておこなえばよいが、圧下率を低くしすぎると圧延効率が低下し、高くしすぎると圧延荷重が増大し圧延が困難になるので、40%以上、70%以下の範囲とするのが好ましい。

【0073】上記冷間圧延板には連続焼鈍（1回目の焼鈍）を施した後に連続溶融亜鉛めっきを施す。連続溶融亜鉛めっきでは、めっき前に焼鈍（2回目の焼鈍）がおこなわれる。

【0074】連続焼鈍：連続焼鈍（1回目の焼鈍）は、冷間圧延板の再結晶焼鈍に使用される公知の連続焼鈍設備、すなわち、入り側から順に加熱帯、均熱帯、冷却帯、過時効帯を備えた設備が望ましい。冷間圧延板は、再結晶をおこなわせると共に、Cをオーステナイトに濃縮させるため、加熱帯において、780℃以上、860℃以下の2相域温度に加熱して焼鈍する。

【0075】焼鈍温度が780℃に満たない場合には再結晶が不十分になるうえ、セメントライトが再固溶するのに時間がかかりすぎる。逆に、焼鈍温度が860℃を超えると、焼鈍温度での鋼のオーステナイト体積率が過大になり、オーステナイト中のC濃度が低下する。好ましくは800℃以上、850℃以下である。



【0076】上記2相域での保持時間（均熱時間）が30秒に満たない場合にはセメンタイトの再溶解が不十分となり、90秒を超える場合にはオーステナイト粒が粗大化するので好ましくない。従って、保持時間は30秒以上、90秒以下とする。

【0077】2相域焼鈍を施した後は、パーライト変態を抑制するために、700℃以下、450℃以上の温度範囲を30℃/秒以上の冷却速度で冷却する。冷却速度の上限は特に限定するものではないが、過度に早くしすぎると、パーライト変態抑制効果が飽和するうえ、冷却終了温度の制御が困難となる場合があるので、100℃/秒以下とするのが好ましい。

【0078】上記冷却の開始点は限定しないが、フェライトの体積率を増やして、オーステナイト中にCを濃縮するために、焼鈍温度から700℃までは10℃/秒以下の冷却速度で冷却することが好ましい。

【0079】上記冷却に引き続き、450℃以下、350℃以上の温度範囲で100秒以上、500秒以下保持する。この保持とは、一定温度に保持しても良いし、上記温度範囲内で徐々に温度を低下させてもよい。この温度範囲あるいは保持時間範囲の上限、下限いずれを外れても、ベイナイト変態が不十分になり、オーステナイトへのCの濃縮があまり起こらなくなる。好ましくは450℃以下、370℃以上の温度範囲で200秒以上、400秒以下保持する。その後の冷却については限定しないが、強制冷却をおこなっても良い。

【0080】熔融亜鉛めっき：熔融亜鉛めっき（2回目の焼鈍を含む）は、公知の連続熔融亜鉛めっき設備、すなわち、入り側から順に加熱帯、均熱帯、冷却帯、低温保持帯、熔融亜鉛浴、合金化処理帯を備えた設備を用いるのが望ましい。合金化処理をおこなわない場合には、合金化処理帯は必要ない。

【0081】連続焼鈍された鋼板は、加熱帯で780℃以上、860℃以下の2相域に加熱して焼鈍する（2回目の焼鈍）。1回目の焼鈍で形成された残留オーステナイトは、上記焼鈍の加熱途中にフェライトとセメンタイトに分解するが、Ac1点以上で再びオーステナイトに変態する。焼鈍温度が780℃に満たない場合には、残留オーステナイトが分解したままであり、オーステナイトの形成量が少ない。逆に焼鈍温度が860℃を超える場合には、鋼板の結晶組織がオーステナイト単相に近くなるため、オーステナイトへのC濃縮が進行しない。

【0082】2相域での滞留時間（均熱時間）が10秒に満たない場合には、セメンタイトの溶解が不十分となるので、上記温度域での保持時間は10秒以上とする。保持時間が過度に長くなるとオーステナイト粒内の炭素濃度分布（前述した、中心が高濃度で周辺低濃度）が拡散によって消失し、炭素濃度が高い領域が無くなってしまいうため、1回目の焼鈍を行わない時と同じになってしまうのでよくない。これを避けるために、2相域での保

持時間は90秒以下とする。

【0083】オーステナイトを過冷状態にするためには焼鈍後の冷却速度を速くするのがよいが、一般的な熔融亜鉛めっきラインは強力な冷却設備を備えていないために、冷間圧延板の連続焼鈍設備のような急速冷却は困難である。

【0084】しかしながら本発明の製造方法においては、前述したように、1回目の焼鈍によって炭素が濃化した残留オーステナイト相を形成させ、2回目の焼鈍においてはその炭素濃化領域を壊すことなく均熱するので、1回目の焼鈍の均熱の時よりも、Cが高濃度に濃化したオーステナイトが形成される。従って、2回目の焼鈍に際しては、焼鈍温度からパーライト変態のノーズを下回る500℃までの間の冷却速度を3℃/秒以上とすることができれば、パーライトの析出を抑制し、オーステナイト量を維持することができる。

【0085】上記冷却に引き続き、460℃～500℃の温度領域で15秒以上保持する低温保持を施す。この低温保持を施すことによりベイナイト変態を進行させ、オーステナイト中にさらにCを濃縮して安定化させる。この低温保持の温度は、通常の連続焼鈍で用いられている過時効温度よりも高温である。しかしながら、上述のように焼鈍を2回施すことによりオーステナイト中の炭素濃度が高くなっているため、上記のような低温保持においてもベイナイト変態が十分に進行するものと考えられる。

【0086】低温保持温度が500℃を超える場合には、保持中にパーライト変態が進行し、所望の残留オーステナイトが得られない。低温保持温度を460℃に満たない低温領域とすると、めっき浴より温度が低いため、鋼板がめっき浴に侵入すると同時にめっき浴の凝固が開始し、めっき付着量制御が困難になる。めっき浴直前で再加熱などをおこなう場合には、低温保持を460℃に満たない温度領域でおこなうことも可能であるが、その場合でも、350℃以上とするのがよい。

【0087】低温保持時間が15秒に満たない場合には、オーステナイトへのC濃縮が不十分で残留オーステナイトの安定化が不十分となり、合金化処理時にオーステナイトが容易に分解してしまう。低温保持時間を長くすると、より高濃度に炭素が濃縮されて合金化処理中の分解を抑える利点がある。従って低温保持時間は20秒以上とするのが好ましい。

【0088】しかしながら低温保持時間を過度に長くすると残留オーステナイトの安定化作用が飽和し、それ以上の保持は生産性を損なうのみであるので、120秒以下とするのがよい。

【0089】熔融亜鉛めっきは常法によりおこなえばよい。めっき浴から鋼板を引き上げた後、常法によりめっき付着量を調整した後、合金化処理を施さない場合はそのまま室温まで冷却する。

【0090】合金化処理を施す場合には、めっき付着量を調整した後、合金化炉にて480℃以上、530℃以下の合金化温度に加熱し、その温度領域で10秒以上、30秒以下保持する。合金化温度が480℃に満たない場合、あるいは保持時間が10秒に満たない場合には合金化が十分におこなえない。合金化温度が530℃を超える場合には、残留オーステナイトがセメンタイトに分解してしまい、機械特性が劣化する。保持時間が30秒を超える場合には、合金化が過度に進行し、加工時にめっき皮膜が剥離するパウダリング不良が生じるのでよくない。

【0091】上記条件以外は常法により製造すればよい。例えば、連続焼鈍後や溶融亜鉛めっき後に、鋼板の平坦矯正、表面粗度調整、降伏点伸びの低減のための調質圧延などをおこなっても構わない。

【0092】

【実施例】表2に示す化学組成を有する鋼を実験室で溶解し、熱間鍛造をおこない、厚さが20mmの鋼片とした。

【0093】

【表2】

鋼番	化学組成 (質量%, 残部: Feおよび不可避免的不純物)								その他元素
	C	Si	Mn	P	S	Al	N		
B	0.14	0.48	1.4	0.016	0.004	1.1	0.0045		
C	0.19	0.48	2.1	0.017	0.003	1.3	0.0027		
D	0.15	0.24	1.6	0.024	0.007	1.5	0.0039		
E	0.15	0.45	0.6	0.019	0.004	1.2	0.0035		
F	0.15	0.24	1.6	0.024	0.007	0.6	0.0039		
G	0.14	0.62	1.5	0.011	0.005	1.2	0.0032	Ti:0.02, Nb:0.01	
H	0.14	0.48	1.2	0.013	0.006	1.2	0.0042	Cr:0.4, Mo:0.02	
I	0.14	0.42	1.5	0.019	0.004	1.2	0.0048	Cu:0.3, Ni:0.2, Co:0.1	

上記鋼片を1200℃に加熱して30分間保持し、1000℃から熱間圧延を開始して850℃で完了し、次いで水スプレーにより550℃まで冷却し、徐冷炉に装入して550℃で30分保持し、その後20℃/時の冷却速度で室温まで徐冷して厚さが3mmの熱間圧延板を得た。これらを酸洗してスケールを除去し、冷間圧延を施して厚さが1.6mmの冷間圧延板を得た。

【0094】この冷間圧延板から得たサンプルを用いて、図1に示すヒートパターンでの連続焼鈍ライン相当

の熱処理Aを1回目の焼鈍として施した後、引き続き連続溶融亜鉛めっきライン相当の熱処理Bを2回目の焼鈍を兼ねて施した。一部の鋼については、従来例として熱処理Bのみを施した場合も試験、評価した。その際、焼鈍条件(熱処理Aの焼鈍均熱条件:  $R_{A1}$ 、熱処理Bの焼鈍均熱条件:  $R_{A2}$ 、冷却速度:  $C_{R2}$ 、低温保持条件  $T_{LH}$  は、表3に示すように種々変更した。

【0095】

【表3】

試験番号	鋼番	熱処理A		熱処理B				合金化処理条件		
		均熱条件		均熱条件		一次冷却	冷却保持			
		$R_{A1}$		$R_{A2}$		$C_{R2}$	$T_{LH}$			
		温度(℃)	時間(s)	温度(℃)	時間(s)	(℃/s)	温度(℃)	時間(s)	最高温度(℃)	保持時間(s)
1	B	830	60	830	60	8	480	20	520	0
2	B	830	60	830	60	15	480	20	520	0
3	B	830	60	830	60	8	480	20	なし	
4	B	なし		830	60	8	480	20	520	0
5	B	750	60	830	60	8	480	20	520	0
6	B	810	10	830	60	8	480	20	520	0
7	B	830	60	760	60	8	480	20	520	0
8	B	830	60	880	60	8	480	20	520	0
9	B	830	60	830	60	2	480	20	520	0
10	B	830	60	830	60	8	510	20	520	0
11	B	830	60	830	60	8	480	20	540	0
12	B	830	60	830	60	8	480	20	520	25
13	C	830	60	830	60	8	480	20	520	0
14	D	830	60	830	60	8	480	20	520	0
15	E	830	60	830	60	8	480	20	520	0
16	F	830	60	830	60	8	480	20	520	0
17	G	830	60	830	60	8	480	20	520	0
18	H	830	60	830	60	8	480	20	520	0
19	I	830	60	830	60	8	480	20	520	0
20	I	830	60	830	60	8	480	20	なし	

注1. 合金化処理の保持時間: 最高加熱温度での保持時間。

2. 合金化処理の滞留時間: 480℃以上に滞留する時間。

上記熱処理後の鋼板には伸び率1%の調質圧延を施し、

圧延方法に平行にJIS-5号試験片を採取し、引張試

験をおこなった。得られた試験結果を表4に示す。

【0096】

【表4】

試 番	鋼 番	降伏点 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	引張強さ×伸び ( $\times 10^3$ MPa・%)
1	B	381	627	37.2	23.3
2	B	401	631	38.4	24.2
3	B	368	615	37.5	23.1
4	B	395	641	29.7	19.0
5	B	370	635	32.3	20.5
6	B	392	619	31.6	19.6
7	B	387	624	33.4	20.8
8	B	421	645	31.4	20.3
9	B	395	626	29.8	18.7
10	B	411	651	28.4	18.5
11	B	394	634	32.5	20.6
12	B	378	631	33.2	20.9
13	C	521	846	29.2	24.7
14	D	426	655	36.4	23.8
15	E	448	576	28.4	16.4
16	F	390	601	27.3	16.4
17	G	451	698	35.7	24.9
18	H	371	678	35.4	24.0
19	I	384	668	36.1	24.1
20	I	379	657	37.0	24.3

本発明が規定する化学組成範囲の成分を有する鋼Bを用い、本発明が規定する範囲の条件で製造した試験番号1～3は、優れた強度－延性バランスを示していた。合金化処理を施さなかった試験番号3は、試験番号1と同様の優れた強度－延性バランスを示していた。試験番号4は、熱処理Aを行わなかったため、試験番号1と同じ熱処理Bを施したにもかかわらず、伸びが小さく強度－延性バランスがよくなかった。

【0097】熱処理Aの焼鈍温度が低すぎた試験番号5は、熱処理Aの均熱中にオーステナイトが形成されず、熱処理Aの後に残留オーステナイトが存在しないため、本発明が規定する条件に従って熱処理Bを施しても、オーステナイトに炭素を濃縮することができず、残留オーステナイトが形成されなかったため、伸びが低かった。試験番号6は、熱処理Aでオーステナイトは形成されているが、均熱時間が短すぎたためセメンタイトの溶解が不完全で、Cのオーステナイトへの濃化が不十分であり、伸びが低かった。試験番号7は、熱処理Aで残留オーステナイトが形成されているが、熱処理Bでの焼鈍温度が低すぎたために、残留オーステナイトがセメンタイト

に分解したままで、残留オーステナイトが得られず、伸びが低かった。試験番号8は、熱処理Bでの焼鈍温度が高すぎたため、熱処理Aで形成された炭素の濃化領域が拡散によって消失し、その後の冷却で残留オーステナイトを残すことができなかったために、伸びが低かった。試験番号9は、熱処理Bにおいて均熱後の冷却速度が低すぎたため、パーライトが析出してオーステナイト量が減少し、伸びが低かった。試験番号10は、熱処理Bでの冷却保持温度が高過ぎたためにパーライトが析出し、伸びが低かった。試験番号11は、合金化処理条件の内の合金化温度が高すぎたので、残留オーステナイトが分解してしまったため、伸びが低かった。試験番号12は、合金化処理条件の保持時間が長すぎたためにオーステナイトが分解し、その結果として良好な伸びが得られなかった。

【0098】本発明の規定する化学組成を備えた鋼C、D、G、H、Iを用い、本発明の規定する条件で製造した試験番号13、14、17、18、19、20は、優れた強度－延性バランスを示した。試験番号15は、用いた鋼EのMnが少なすぎたためにオーステナイト安定化効果が不足し、残留オーステナイトが得られず、伸びが低かった。試験番号16は、用いた鋼Fの(Si+Al)含有量が少なすぎたためにベイナイト変態中にセメンタイトが析出し、オーステナイトにCを濃縮する効果が不足して残留オーステナイトが得られず、伸びが低くなった。

【0099】

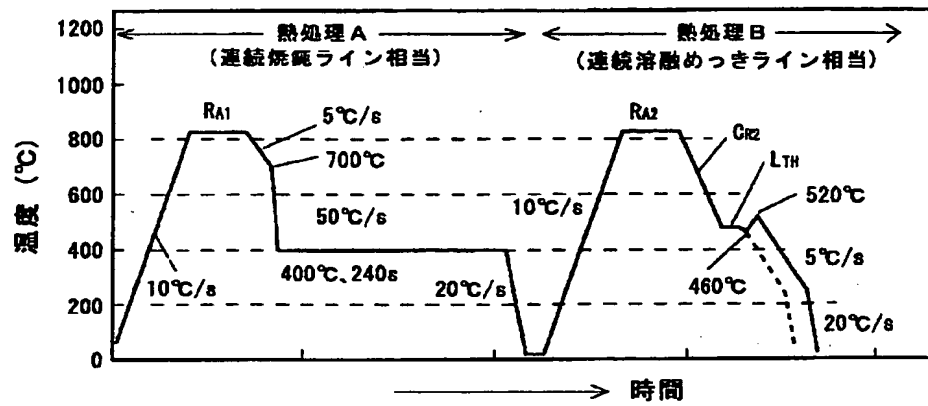
【発明の効果】本発明の製造方法によれば一般的な既存の連続焼鈍設備と連続溶融亜鉛めっき設備を使用し、冷間圧延板に特定条件で2回の熱処理を施すことにより、高強度と高延性を兼ね備えた溶融亜鉛めっき鋼板、あるいは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を、容易に製造することができる。従って本発明の製造方法は、自動車、その他種々の構造部材や製品などへの高強度鋼板の適用を容易にし、自動車の衝突安全性向上や、鋼製品の軽量化推進に大きく寄与するので、本発明により得られる工業的メリットは大きい。

【図面の簡単な説明】

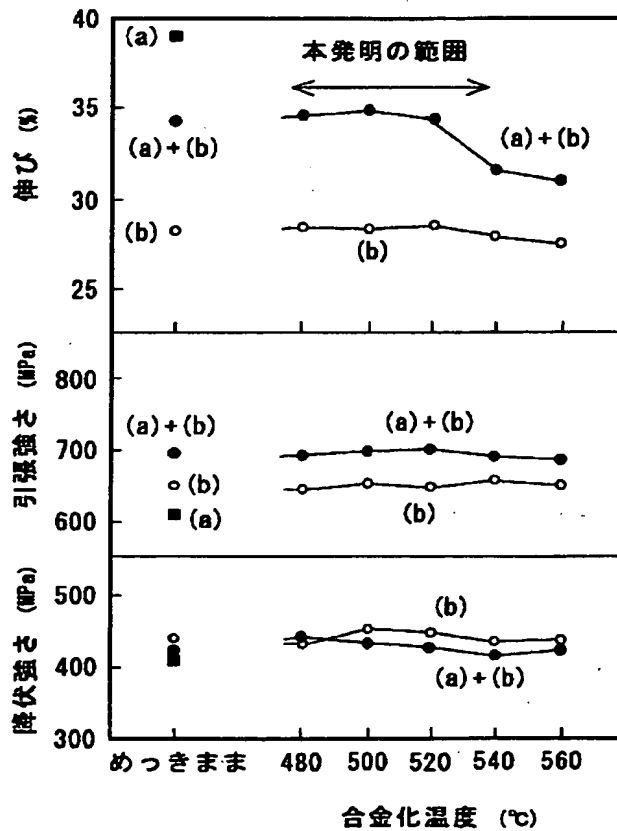
【図1】本発明の実施例に係わる、冷間圧延板の熱処理サイクルを示すグラフである。

【図2】引張り特性に及ぼす熱処理条件の影響を示すグラフである。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.<sup>7</sup>  
 テーマコート (参考)  
 C 2 2 C 38/06  
 38/58

識別記号

F I

C 2 2 C 38/06  
 38/58

(72) 発明者 中川 浩行  
茨城県鹿嶋市大字光 3 番地 住友金属工業  
株式会社鹿島製鉄所内

F ターム (参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB02 AB42  
AC12 AC32 AC73 AE12 AE22  
4K037 EA01 EA05 EA06 EA10 EA11  
EA13 EA15 EA16 EA17 EA18  
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27  
EA31 FH01 FJ05 FJ06 FK02  
FK03 FK08 GA05 GA07